

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP05/005183

International filing date: 23 March 2005 (23.03.2005)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2004-085806
Filing date: 23 March 2004 (23.03.2004)

Date of receipt at the International Bureau: 12 May 2005 (12.05.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2 0 0 4 年 3 月 2 3 日

出 願 番 号
Application Number: 特 願 2 0 0 4 - 0 8 5 8 0 6

パリ条約による外国への出願
に用いる優先権の主張の基礎
となる出願の国コードと出願
番号

The country code and number
of your priority application,
to be used for filing abroad
under the Paris Convention, is

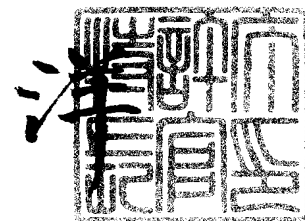
J P 2 0 0 4 - 0 8 5 8 0 6

出 願 人
Applicant(s): 独立行政法人科学技術振興機構
株式会社 N E O M A X
並木精密宝石株式会社

2 0 0 5 年 4 月 2 0 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川



【書類名】	特許願
【整理番号】	RX03P21
【提出日】	平成16年 3月23日
【あて先】	特許庁長官殿
【国際特許分類】	H01F 10/14 H01F 1/053 C22C 38/00 C23C 10/00
【発明者】	
【住所又は居所】	静岡県磐田郡福田町一色9 4 番地
【氏名】	鈴木 俊治
【発明者】	
【住所又は居所】	大阪府箕面市栗生間谷西1 丁目4 番地
【氏名】	町田 憲一
【発明者】	
【住所又は居所】	京都府亀岡市余部町前川原3 7 番地の1 1
【氏名】	坂口 英二
【発明者】	
【住所又は居所】	埼玉県蕨市中央6 － 4 － 2 8
【氏名】	中村 一也
【特許出願人】	
【識別番号】	503360115
【氏名又は名称】	独立行政法人科学技術振興機構
【特許出願人】	
【識別番号】	000183417
【氏名又は名称】	住友特殊金属株式会社
【特許出願人】	
【識別番号】	000240477
【氏名又は名称】	並木精密宝石株式会社
【代理人】	
【識別番号】	100108671
【弁理士】	
【氏名又は名称】	西 義之
【手数料の表示】	
【予納台帳番号】	048541
【納付金額】	21,000円
【提出物件の目録】	
【物件名】	特許請求の範囲 1
【物件名】	明細書 1
【物件名】	図面 1
【物件名】	要約書 1

【書類名】 特許請求の範囲

【請求項 1】

物理的に成膜された 28～45 質量%の R 元素（但し、R は希土類ランタニド元素の一種又は二種以上）を含む R－Fe－B 系合金において、結晶粒径が 0.5～30 μm の $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶と、該結晶の境界に R 元素が富化した粒界相との複合組織を有することを特徴とする R－Fe－B 系薄膜磁石。

【請求項 2】

$\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶の磁化容易軸である C 軸が無配向であるか、あるいは膜面に対して略垂直に配向していることを特徴とする、請求項 1 記載の R－Fe－B 系薄膜磁石。

【請求項 3】

膜厚が 0.2～400 μm である請求項 1 又は 2 記載の R－Fe－B 系薄膜磁石。

【請求項 4】

物理的成膜中又は/及びその後の熱処理において、700～1200℃に加熱後冷却することを特徴とする、請求項 1～3 のいずれかに記載の R－Fe－B 系薄膜磁石の製造方法。

【書類名】 明細書

【発明の名称】 R－F e－B系薄膜磁石及びその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、マイクロマシンやセンサ、及び小型の医療・情報機器向けに適する高性能な薄膜磁石及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

希土類元素RとしてNdを主とする、Nd－F e－B系の希土類焼結磁石は高い磁気特性を有し、VCM（ボイスコイルモータ）やMRI（磁気断層撮影装置）他、様々な分野で使用されている。これらの磁石は一辺が数～数十mmの大きさであるが、携帯電話用振動モータには外径3mm以下の円筒形状をした磁石が使われ、さらに微小な磁石がマイクロマシンやセンサ分野において要求されている。例えば厚さが1mm以下の平板状磁石は、予め大きめの焼結体ブロックから切断や研磨などの工程を経て製作するが、磁石強度や生産性の問題により0.5mm以下の磁石を得ることが困難である。

【0003】

一方、最近、スパッタリングやレーザーデポジション等の物理的成膜法により、微小寸法の薄膜磁石が製作されるようになり、磁気特性では 200 kJ/m^3 以上の最大エネルギー積が報告されている（例えば、非特許文献1）。これらの製法によれば、磁石合金成分を真空又は減圧空間内で基板や軸上に堆積させて熱処理を施し、各種条件を適切に制御することにより 200 kJ/m^3 程度の高性能膜を、焼結法と比べて比較的簡単なプロセスで得ることができる。

【0004】

一般例として、平板や軸などの基材上に成膜した薄膜磁石の厚さは数～数十 μm 程度であり、平板の四辺や軸の直径に対して数十分の1から百分の1となる場合が多い。この薄膜を平板面や軸の周面に対して垂直方向に着磁する際には、反磁界が非常に大きくなって十分な着磁が行われず、従って、薄膜磁石の本来の磁気特性を引き出すことが困難となる。反磁界の大きさは、磁石の着磁方向とその直角方向との寸法比に依存し、着磁方向（＝膜厚方向）の寸法が小さいほど大きくなることは、既に一般的に知られている。

【0005】

一方、上記寸法比の問題とは別の視点で、着磁しやすい磁石材料を製作することができれば薄膜磁石の特性を容易に引き出すことが可能となり、様々な応用デバイスの製作において有益となる。従来のNd－F e－B系薄膜磁石は、一般に磁石構成成分を原子又はイオン化された状態で基材上に堆積させ、その後の熱処理によって単磁区粒子径に相当する $0.3\mu\text{m}$ 未満のNd₂F e₁₄B結晶粒を生成させる手法を採用している（特許文献1、2）。

【0006】

この際に、一般的には結晶粒を小さく抑制して所望の磁気特性を得るのが常套手段であるが（例えば、特許文献3）、結晶粒径と着磁性を議論した文献はほとんどない。なお、結晶粒を $0.3\mu\text{m}$ 以上に成長させると各結晶粒内が多磁区構造となって保磁力が低下してしまう。

【0007】

着磁性良否の参考として、図1（a）に、一般焼結磁石の初磁化曲線と減磁曲線を、図1（b）に、従来例の薄膜磁石の初磁化曲線と減磁曲線を示す。図1（a）から明らかなように、焼結磁石は磁界を加えた場合に磁化は急峻に立ち上がり、 0.4 MA/m 程度の低い磁界においても十分に高い磁気特性を示している。

【0008】

一方、図1（b）の従来例の薄膜磁石の場合には磁化は原点から徐々に増加し、 1.2 MA/m の磁界においても飽和傾向が見られない。着磁性に関するこの相違は、焼結磁石が核発生型の保磁力機構を有しているのに対して、従来例の薄膜磁石が単磁区粒子型の保

磁力発生機構によっているためと推察される。

【0009】

【非特許文献1】日本応用磁気学会誌、27巻、10号、1007頁、2003年

【特許文献1】特開平11-288812号公報

【特許文献2】特開2001-217124号公報

【特許文献3】特開2001-274016号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

本発明は、薄膜磁石の着磁性を向上することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明者等は、薄膜磁石の着磁性を向上することを目的として、組成と結晶組織の研究を鋭意重ねた結果、焼結磁石と同様の核発生型保磁力機構を有する薄膜磁石を製作することに成功した。

【0012】

すなわち、本発明は、(1) 物理的に成膜された28～45質量%のR元素（但し、Rは希土類ランタニド元素の一種又は二種以上）を含むR-F e-B系合金において、結晶粒径が0.5～30 μ mのR₂F e₁₄B結晶と、該結晶の境界にR元素が富化した粒界相との複合組織を有することを特徴とするR-F e-B系薄膜磁石、である。

【0013】

また、本発明は、(2) R₂F e₁₄B結晶の磁化容易軸であるC軸が無配向であるか、あるいは膜面に対して略垂直に配向していることを特徴とする、上記(1)のR-F e-B系薄膜磁石、である。

【0014】

また、本発明は、(3) 膜厚が0.2～400 μ mである上記(1)又は(2)のR-F e-B系薄膜磁石、である。

【0015】

さらに、本発明は、(4) 物理的成膜中又は/及びその後の熱処理において、700～1200℃に加熱後冷却することを特徴とする、上記(1)～(3)のいずれかのR-F e-B系薄膜磁石の製造方法、である。

【0016】

Nd-F e-B系薄膜磁石の結晶組織がほとんどR₂F e₁₄B結晶で構成され、且つその結晶粒径が0.3 μ mに相当する単磁区粒子径未満である場合には、磁界を加えても各結晶粒の磁化方向は磁界の大きさに対して徐々に回転するため、図1(b)の従来例の薄膜磁石の初磁化曲線に見られる通り十分な着磁をすることが困難である。また、薄膜磁石は微小なデバイスに応用する例が多いために、微小な部位に大きな磁界を加えることが実際面で難しい。

【0017】

一方、結晶組織が単磁区粒径より大きいR₂F e₁₄B結晶と、該結晶境界にR元素が富化した粒界相との複合組織から成る本発明磁石の場合に、磁界を加えると、後述する図3の本発明試料(2)の初磁化曲線から推測されるように、各結晶粒内に存在する多数の磁区が、隣接する磁壁を取り払って小さな磁界で一斉に磁界の方向を向き、焼結磁石に類似した十分な着磁が行われる。この着磁性の困難さと容易さについては、従来例の薄膜磁石が単磁区粒子型の保磁力発生機構を有し、一方、本発明による薄膜磁石が核発生型の保磁力発生機構を有するためと推察される。

【発明を実施するための最良の形態】

【0018】

(合金系・結晶組織)

本発明で対象とする薄膜磁石は、希土類元素Rとした場合にR-F e-B系合金から成

り、一般的にはNd—Fe—B系合金が用いられる。実際の合金製作においては、薄膜磁石の保磁力を向上させるためR元素としてNdの他にPr, Dy, Tbなどの添加や、安価なCeの添加などが行われる。また、成膜した合金の結晶化温度や結晶粒の大きさを適宜制御するために、Ti, V, Mo, Cu等の各種遷移金属元素やP, Si, Alを添加したり、耐食性を向上するためにCo, Pd, Pt等の各種遷移金属元素を添加したりすることが通常行われる。

【0019】

合金中のNd, Pr, Dy, Tb等希土類元素Rの総量は、 $R_2Fe_{14}B$ 結晶とR元素が富化した粒界相との複合組織を形成するために、28～45質量%とすることが必須であり、32～40質量%とすることがより好ましい。即ち、合金中のR元素含有量は $R_2Fe_{14}B$ 組成よりも多くする必要がある。R元素が富化した粒界相は、R元素を50質量%以上含み、Feや他の添加成分を少量含有する、 RO_2 若しくは R_2O_3 型酸化物に類似した相と推察される。

【0020】

R元素としてNdを代表例とする $Nd_2Fe_{14}B$ の化学量論組成におけるNd量は26.7質量%であり、Ndが富化した粒界相を少量共存させるためには合金中のR元素は少なくとも28質量%とすることが必要である。一方、R元素量が多くなると合金中の粒界相の割合が増加して保磁力は向上するが、 $Nd_2Fe_{14}B$ 結晶の割合が低下して磁化の減少が著しくなり、高い磁気特性が得られなくなるため45質量%以下とすることが必要である。

【0021】

合金内部の $Nd_2Fe_{14}B$ 結晶とNd富化粒界相の関係については、焼結磁石の場合と同様に前者の結晶の周囲を後者の粒界相がほぼ取り囲んだ組織となっている。粒界相の割合が少ない場合はその厚さは10nm程度と薄く、また一部で粒界相が途切れた組織となるために低保磁力で高磁化の傾向となり、割合が多い場合は厚さが数百nm～1μmとなり高保磁力で低磁化の傾向となる。

【0022】

結晶粒径については、一般に結晶を多方向から輪切りにした平均寸法から求めるが、膜厚が薄い場合は扁平形状の結晶となるために、本明細書中では膜面内で観察された結晶の平均寸法を結晶粒径と表現している。この測定法は、具体的には、平面基板上あるいは軸表面上に成膜したNd—Fe—B系薄膜を硝酸アルコールで微弱エッチングした試料を、SEM（走査型電子顕微鏡）又は高倍率金属顕微鏡で観察し、得られた画像写真に1本のラインを引き、そのライン上にある結晶粒径を測長して平均値を算出し、これを結晶粒径とした。

【0023】

$Nd_2Fe_{14}B$ 結晶の粒径は、核発生型の保磁力機構をもたせて磁界に対する磁化の立ち上がりを急峻にするため、0.5～30μmとすることが必要であり、3～15μmがより好ましい。既述したように、0.5μm未満では単磁区粒子径の大きさに近くなって初磁化曲線の立ち上がりは緩やかになり、着磁が困難となる。一方、粒径が30μmを超えると一結晶内に存在する磁区の数が過多となって磁化が反転しやすくなり、粒界相が形成されていても必要とする保磁力が得られなくなる。

【0024】

$R_2Fe_{14}B$ 結晶の磁化容易軸であるC軸が無配向である、あるいは膜面に対して略垂直に配向している。本発明では、基本的に、C軸の配向を問わず着磁性が改良される。ただし、C軸が膜面に平行である場合は反磁界の影響が小さく着磁性改良効果が小さくなる。

【0025】

（膜厚・成膜法・基材）

Nd—Fe—B系膜の厚さは、0.2～400μmの範囲であるときに本発明の効果を充分発揮できる。0.2μm未満では $Nd_2Fe_{14}B$ 結晶粒の体積が小さくなり、Nd富

化粒界相との複合組織を形成してもなお単磁区粒子的な挙動が支配的になり、結果的に良好な着磁性を得ることができない。一方、 $400\text{ }\mu\text{m}$ を超えると膜の下部と上部で結晶の大きさや配向の乱れが大きくなって、残留磁化が低下してしまう。また、 $400\text{ }\mu\text{m}$ を超えて成膜するにはおよそ1日以上 of 長時間稼働が必要なこと、及び $400\text{ }\mu\text{m}$ 超の厚さは焼結磁石を切断研磨する方法によって比較的容易に得られることにより、上限膜厚を $400\text{ }\mu\text{m}$ とする。

【0026】

成膜方法については、合金を液中から析出させるメッキ、微細な合金粉末粒子を塗布あるいは吹きつけるコーティングやCVD、及び蒸着、スパッタリング、イオンプレーティング、レーザーデポジションなど各種の物理的成膜法を用いることができる。特に、物理的成膜法は不純物混入が少なく良質の結晶質膜が得られるため、Nd-F-B系薄膜の成膜法として好適である。

【0027】

薄膜を形成するための基材は、各種の金属や合金、ガラス、シリコン、セラミックスなどを選択して使用することができる。ただし、所望の結晶組織を得るために高温での処理を行う必要上、セラミックスや金属基材としてはFe, Mo, Tiなどの高融点金属を選択することが望ましい。また、基材が軟磁性を有する場合は薄膜磁石の反磁界が小さくなることから、Fe、磁性ステンレス鋼、Niなどの金属や合金が好適である。なお、セラミックス基材を用いると高温処理における耐性は充分であるが、Nd-F-B膜との密着性が不足する場合があります、その対策としてTiやCrなどの下地膜を設けることにより密着性を向上することが通常行われ、これら下地膜は基材が金属や合金でも有効の場合がある。

【0028】

(熱処理)

スパッタリングなどによって成膜した場合には、Nd-F-B系膜は通常アモルファスもしくは数十nm程度の微細結晶から成ることが多い。そのため、従来は $400\sim 650^{\circ}\text{C}$ の低温熱処理によって結晶化と結晶成長を促進して $1\text{ }\mu\text{m}$ 未満の結晶組織を得ている。本発明では、第一に、従来よりも大きな結晶粒を製作し、第二にNd富化粒界相を共存させるために、 $700\sim 1200^{\circ}\text{C}$ の高温熱処理を行うことが必要である。

【0029】

好ましくは、成膜中の基材温度を例えば $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ とし、後に $700\sim 1200^{\circ}\text{C}$ に加熱する。 700°C 未満では所望とする結晶粒を成長させるのに数十時間を要するために適切でなく、またNd富化粒界相を生成することが極めて困難である。 700°C 以上になると結晶成長が進み、且つNd, Fe, Bの各種反応を経てNd富化粒界相が形成されるようになる。しかし、 1200°C を超えると合金の一部が融液状態となって薄膜の形態が崩れること、及び酸化が著しく進行するために不適である。

【0030】

熱処理は、成膜後に真空あるいは非酸化性の雰囲気中で行うのが良く、加熱方法としては薄膜試料を電気炉へ装填する方式、赤外線加熱やレーザー照射によって急速な加熱冷却をする方式、及び薄膜に直接通電するジュール加熱方式などを選択採用することができる。

【0031】

成膜と熱処理を分離して実施した方が膜の結晶性や磁気特性を制御し易いため好ましいが、スパッタリングの最中に基材を高温に加熱しておく方式や、成膜時の出力を上げることによって成膜中の温度を高温に維持することにより、所望の結晶組織を作りこむことも可能である。なお、Nd-F-B系膜はさび易いため成膜後あるいは熱処理後に、NiやTiなどの耐食性保護膜を形成して用いるのが通例である。

【実施例1】

【0032】

以下実施例に従って本発明を詳細に述べる。

所定のNd含有量より少ない組成のNd-F e-B合金を溶解鑄造し、内外周及び平面研削を行い、外径60mm、内径30mm、厚さ20mmの円環状合金を2個製作した。さらに放電加工によって、円環部に直径6mmの貫通孔を8個設けてターゲットとし、別途合金組成調整用に直径5.8mm、長さ20mmで純度99.5%のNd棒を用意した。また、長さ12mm、幅5mm、厚さ0.3mmの短冊形状をした純度99.9%の鉄板を多数製作し、溶剤脱脂と酸洗をして基板とした。このターゲット一対を対向させてその中間に高周波コイルを配置させた3次元スパッタ装置を用い、この鉄基板表面へNd-F e-B合金を成膜した。

【0033】

実際の成膜作業は以下の手順で行った。スパッタ装置内に取り付けたNd-F e-B合金ターゲットの貫通孔に所定数のNd棒を装填し、上記基板を装置内のモータ軸に直結した治具に取り付け、高周波コイルの中間に置かれるようセットした。スパッタ装置内を 5×10^{-5} Paまで真空排気した後、Arガスを導入して装置内を1Paに維持した。次に、RF出力30WとDC出力3Wを加えて10分間の逆スパッタを行って鉄基板表面の酸化膜を除去した。続いて、RF出力150WとDC出力300Wを加えて基板を6rpmで回転させながら90分間のスパッタを行い、厚さ15 μ mのNd-F e-B膜を基板両面に形成した。続いて、Nd棒の数を変更して同様のスパッタを繰り返し行い、合金組成の異なるNd-F e-B膜を製作した。

【0034】

次に、成膜された基板を長さ方向1/2に切断し、一方をグローブボックス内に設置した電気炉に装填し、酸素濃度を2ppm以下に維持したAr雰囲気中で、一段目を850℃で20分間、2段目を600℃で30分間の2段熱処理を行った。ここで得られた試料を、Nd組成に従って本発明試料(1)～(4)、及び比較例試料(1)～(2)とした。他方を、600℃で30分間の1段熱処理のみを行い、比較例試料(3)～(8)とした。

【0035】

代表例として、Nd含有量が同じで最も高い(BH)_{max}値が得られた本発明試料(2)と比較例試料(4)については、エネルギー分散型質量分析器(EDX)を備えた走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて結晶組織の観察を行った。観察画像から測長して求めた前者試料の結晶粒径は3～4 μ mであり、また2次電子像観察からは各結晶粒の間にNdとOが高濃度に分布した厚さが0.2 μ m以下の粒界相が見られた。一方、後者試料の結晶粒径は0.2 μ m以下であり明瞭な粒界相は認められなかった。

【0036】

また、Nd-F e-B結晶の磁化容易軸であるC軸の方向を調べるため、本発明試料(2)と比較例試料(4)については成膜面に対して垂直と水平の2方向の磁気測定を行った。その結果、前者試料の残留磁化は水平と比較して垂直方向に測定した場合に1.6倍であることから、明らかに膜面に垂直方向にC軸が配向していると推察され、さらに、この試料のX線回折パターンを測定した結果、Nd₂F e₁₄B結晶に起因する(006)面の回折線強度が著しいことから、上述のC軸配向が再確認された。一方、後者試料の残留磁化も方向によって差異があり、水平と比較して垂直方向に測定した場合に1.25倍であったが、結晶粒が小さすぎるためにC軸の配向性は前者試料と比較してやや劣っていた。

【0037】

各試料の磁気特性は振動試料型磁力計を用いて測定し、膜面に垂直方向に磁界を1.2MA/m加えた場合と2.4MA/m加えた場合の測定をした。次に、上記温度で熱処理をした成膜前のFe基板の測定を行って測定値を減算処理後、Nd-F e-B膜の磁気特性を求めた。また、一部の試料はさらに初磁化曲線の測定も行い、いずれの場合も反磁界係数の補正は考慮しなかった。薄膜の合金組成分析においては、通常利用されるICP分析法では膜を酸溶解する際にFe基板の溶出による誤差を生じるため、ここではEPMA分析によって膜中のNd含有量を算出した。

【0038】

その結果、比較例試料（１）のNd質量％が25.7、本発明試料（１）が29.4、本発明試料（２）が34.5、本発明試料（３）が39.2、本発明試料（４）が44.1、比較例試料（２）が47.8であった。なお、上記と熱処理条件が異なる比較例試料（３）～（８）は、熱処理の違いによるNd質量％の変化がないため、上記質量％の結果に相応した値を用いた。

【0039】

図2に、本発明試料（１）～（４）及び比較例試料（１）～（８）の、最大エネルギー積 $(BH)_{\max}$ を示す。ここで、1.2 MA/mの低磁界を加えて測定したものを $(BH)_{\max}/1.2$ とし、2.4 MA/mの高磁界を加えたものを $(BH)_{\max}/2.4$ と表記した。

【0040】

図2から明らかなように、 $(BH)_{\max}$ は全試料ともにNd量に依存しており、Nd質量が28%以上45%以下の本発明試料（１）～（４）において、最大エネルギー積 $(BH)_{\max}/1.2$ 及び $(BH)_{\max}/2.4$ ともに約150 kJ/m³以上の高い値が得られた。また、 $(BH)_{\max}$ 両者の差異は小さく、低い着磁磁界によって比較的高い特性が得られることが分った。Nd質量％が少なすぎる比較例試料（１）は、結晶組織内に α Feの析出が認められたために保磁力が低く、従って高い $(BH)_{\max}$ が得られず、またNd質量％が多すぎる比較例試料（２）は、残留磁化が著しく低下するために高い $(BH)_{\max}$ が得られなかった。

【0041】

一方、比較例試料（３）～（８）は $(BH)_{\max}/1.2$ と $(BH)_{\max}/2.4$ の差異が大きく、着磁磁界を大きくしなければ高い値が得られず、比較例試料（５）において高磁界を加えた場合にのみ150 kJ/m³の値が得られた。この理由は、図3の本発明試料（２）と比較例試料（４）の初磁化曲線と減磁曲線に示すように、前者は磁化の立ち上がりが急峻であるのに対して後者は緩やかであるためであり、結晶組織の違いがその原因と推察されている。

【実施例2】

【0042】

3次元スパッタ装置の前室に、実施例1で製作したNd-F-B合金ターゲット一對に各3本のNd棒を装填し、後室に同寸法のTiターゲットを取り付けた。基板には、外径10 mm、内径0.8 mm、厚さ0.2 mmの表面研磨したアルミナを用いた。モータ軸に直結した治具に差し込んだ直径0.5 mm、長さ60 mmの波型加工をしたタングステン線に、上記アルミナ基板を一回のスパッタ作業につき各5枚を7 mmずつ離して取り付けた。

【0043】

スパッタ装置内を真空排気した後、Arガスを導入して装置内を1 Paに維持して基板を6 rpmで回転させた。最初に、RF出力100 WとDC出力10 Wを加えて10分間の逆スパッタを行い、次にRF 100 WとDC 150 Wを加えて10分間のスパッタを行って、基板の両面にTiの下地膜を形成した。続いてこのTi成膜基板を装置の前室に移送して、RF 200 WとDC 400 Wを加え80分間のスパッタを行って、上記基板両面にNd-F-B膜を形成した。さらに、これら基板をArガス雰囲気中に置かれた電気炉に装填して600～1250℃で30分間加熱した後炉冷して、熱処理温度の違いによって結晶粒径の違いを生じた各種の試料、すなわち本発明試料（５）～（９）、及び比較例試料（９）～（１０）とした。

【0044】

成膜された各膜の厚さは、事前に基板の一部をマスキングして同スパッタ条件で成膜し、表面粗さ計によって測定した結果、Ti膜が0.15 μ m、Nd-F-B膜が20 μ mであった。また、Nd-F-B膜中のNd量は33.2質量％であった。熱処理後の試料はすべてEDX分析機能を備えたSEM装置を用いて観察し、その画像からNd₂Fe₁₄B結晶粒径を求めた。

【0045】

表1に、各試料の熱処理温度と結晶粒径、及び膜面に垂直方向に1．2MA／mの低磁界を加えた場合の残留磁化 $B_r/1.2$ と保磁力 $H_{c_j}/1.2$ の値を示す。

【0046】

【表1】

試料名	熱処理温度 (℃)	結晶粒径 (μm)	$B_r/1.2$ (T)	$H_{c_j}/1.2$ (MA/m)
比較例試料(9)	600	0.2	0.58	1.18
本発明試料(5)	700	0.7	0.83	1.22
本発明試料(6)	800	3.1	1.03	1.15
本発明試料(7)	900	9.2	1.18	1.12
本発明試料(8)	1000	18	1.19	0.93
本発明試料(9)	1200	28	1.16	0.74
比較例試料(10)	1250	35	0.87	0.38

【0047】

表1から明らかなように、熱処理温度が700℃以上の場合に単磁区粒子径0．3 μm を超える結晶粒径が得られ、高温度になるに従って結晶が成長して粒径が大きくなる。比較例試料(9)は、結晶粒径が小さいため保磁力は大きい、着磁性が悪いために残留磁化が低い。比較例試料(10)は、結晶粒径が過大であるために保磁力が著しく低下して残留磁化の低下を招き、さらに合金成分が一部融液となって膜の表面が凹凸状態を生じた。

【0048】

さらに、図4に各試料の結晶粒径と $(BH)_{\text{max}}/1.2$ 及び $(BH)_{\text{max}}/2.4$ の関係を示す。図4によれば、結晶粒径が大きくなるに従って $(BH)_{\text{max}}/1.2$ の値は $(BH)_{\text{max}}/2.4$ の値に近くなり、即ち着磁性が良くなる傾向を示している。さらに、結晶粒径が0．7～27 μm の本発明試料(5)～(9)において、150kJ/m³以上の $(BH)_{\text{max}}/2.4$ が得られ、最大で245kJ/m³の高いエネルギー積が得られた。

【実施例3】

【0049】

Nd—Fe—B合金ターゲット一對に各2本のNd棒と各1本のDy棒を装填し、実施例1で用いたFe基板2枚を治具に密着固定して、それぞれスパッタ装置に取り付けた。装置内を0．5Paに維持して基板を6rpmで回転させ、最初に、RF出力30WとDC出力4Wを加えて10分間の逆スパッタを行い、RF200WとDC500Wを加えて0．5分～24時間のスパッタを行って、上記2枚の基板片面にNd—Dy—Fe—B膜を形成した。一方の基板は膜厚測定に使用し、他方を熱処理に用いた。熱処理は、これら基板を真空中で赤外加熱することにより820℃まで急速昇温させ、10分間保持後冷却した。得られた試料はそれぞれ膜厚に従って、0．15 μm の比較例試料(11)、0．26 μm の本発明試料(10)～374 μm の(16)、及び455 μm の比較例試料(12)とした。

【0050】

各試料の組成分析の結果は、Nd—Dy—Fe—B膜中のNd量は29．8質量%でDyが4．3質量%であり、希土類量の合計は34．1質量%であった。また結晶粒径はすべて5～8 μm の範囲であった。

【0051】

図5に、各試料の膜厚と $(BH)_{\text{max}}/1.2$ 及び $(BH)_{\text{max}}/2.4$ の関係を示す。図5から明らかなように、膜厚0．15 μm の比較例試料(11)は膜厚が薄すぎるために結晶の

体積が小さく、従って単磁区粒子的な保磁力機構の挙動が支配的となって着磁性が悪く、結果として $(BH)_{\max}/1.2$ と $(BH)_{\max}/2.4$ の差異が大きい。また、比較例試料(12)は膜が厚過ぎるために結晶の垂直配向性の乱れが大きくなって $(BH)_{\max}$ が低下する傾向を示した。従って、高いエネルギー積を得るには膜の厚さを 0.2 から $400\mu\text{m}$ とすることが適切であることが明らかになった。

【実施例4】

【0052】

ターゲットは実施例3と同じくし、基材は直径 0.3mm 、長さ 12mm のSUS420系ステンレス鋼製の軸を使用した。装置内を 1Pa に維持して基材を 10rpm で回転させながら、RF出力 20W とDC出力 2W を加えて10分間の逆スパッタを行い、RF 200W とDC 500W を加えて4時間のスパッタを行って、基材軸の表面に $46\mu\text{m}$ のNd-Dy-F-B膜を形成したものを2個製作した。次に、成膜した軸を電気炉に装填して、一方を 800°C で他方を 550°C で各30分間保持して冷却し、前者を本発明試料(17)、後者を比較例試料(13)とした。

【0053】

磁気特性の測定は、成膜した軸の直角方向に磁界を $0.8\sim 2.4\text{MA/m}$ 加えて行い、実施例1と同様に成膜前の軸を同一温度で熱処理した試料の特性を差し引いた後、Nd-Dy-F-B膜の磁気特性を求めた。なお、軸と平行方向に磁界を加えて測定した結果を上記結果と比較した場合に、残留磁化の値は同等レベルであったため、本例試料では磁氣的に等方的な膜が得られたと推測される。

【0054】

図6に、本発明試料(17)と比較例試料(13)についての、磁界に対する最大エネルギー積の関係を示す。図6から明らかなように、比較例試料(13)と比較して本発明試料(17)は、磁界の大きさに対する最大エネルギー積の差異が小さく、低い磁界で高い値が得られることが分った。

【産業上の利用可能性】

【0055】

R含有量と結晶粒径を制御したR-F-B系薄膜磁石において、 $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶とR元素が富化した粒界相との複合組織を形成させることにより、従来薄膜磁石と比較して優れた着磁性を有する薄膜磁石を製作することができた。これにより、狭い空間に強大な磁界を発生することが困難なマイクロマシンやセンサ、及び小型の医療・情報機器向け薄膜磁石を、十分に着磁することが可能となり、各種機器の高性能化に貢献するものである。

【図面の簡単な説明】

【0056】

【図1】焼結磁石(a)と従来例の薄膜磁石(b)の、初磁化曲線と減磁曲線である。

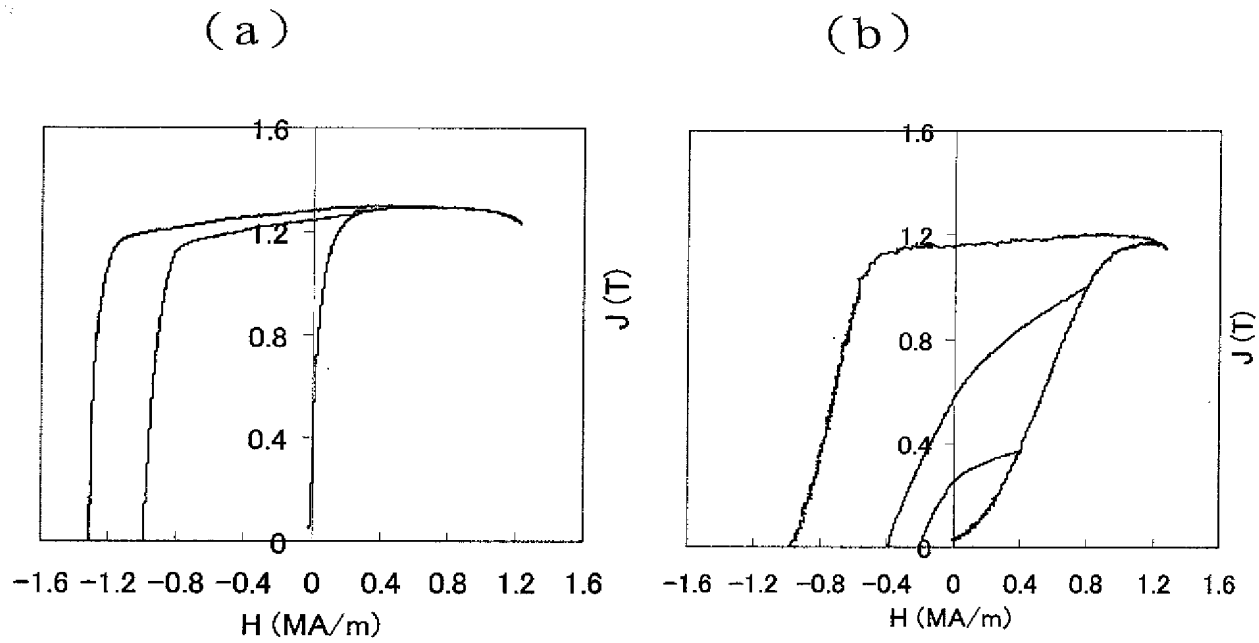
【図2】本発明試料と比較例試料の、Nd量と $(BH)_{\max}$ の関係図である。

【図3】本発明試料(2)と比較例試料(4)の初磁化曲線と減磁曲線である。

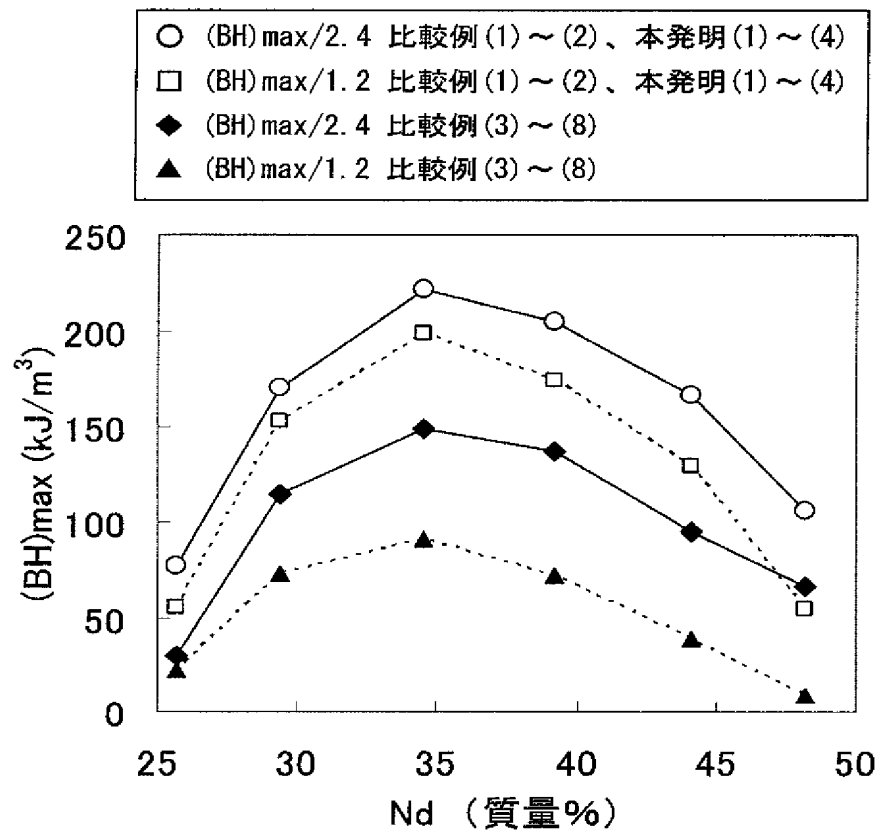
【図4】本発明試料と比較例試料の、結晶粒径と $(BH)_{\max}$ の関係図である。

【図5】本発明試料と比較例試料の、膜厚と $(BH)_{\max}$ の関係図である。

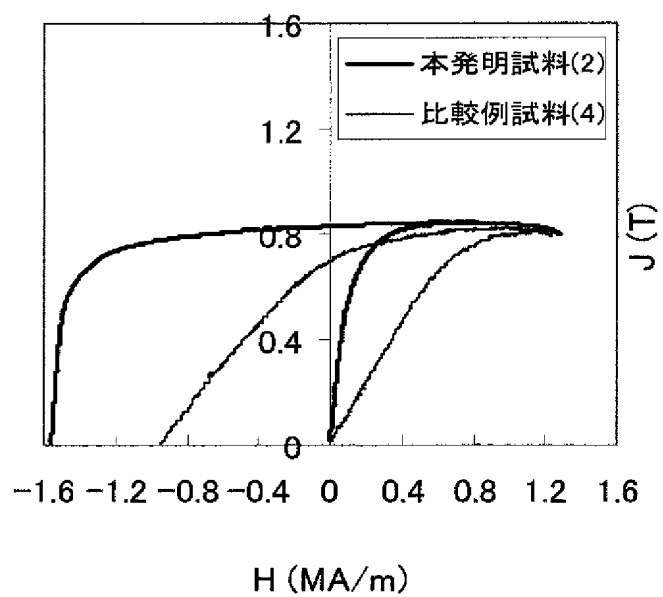
【図6】本発明試料(17)と比較例試料(13)の、磁界と $(BH)_{\max}$ の関係図である。



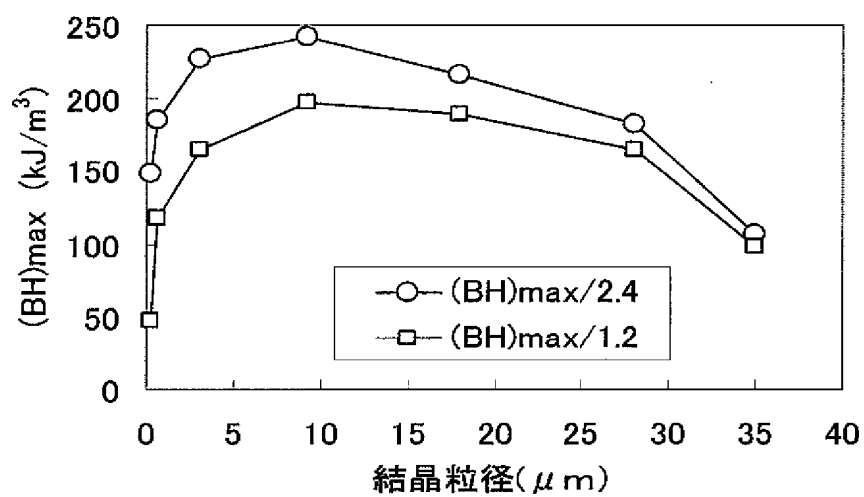
【図 2】



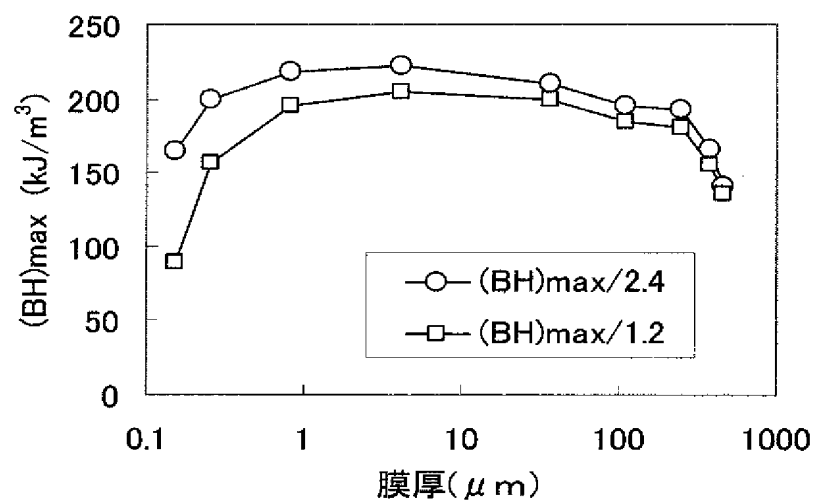
【図 3】



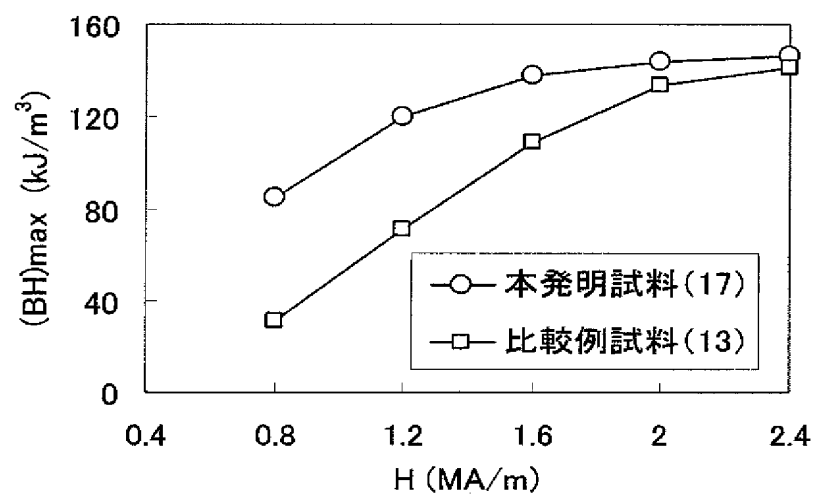
【図 4】



【図 5】



【図 6】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 薄膜磁石の着磁性を向上すること。

【解決手段】 物理的に成膜された28～45質量%のR元素（但し、Rは希土類ランタニド元素の一種又は二種以上）を含むR－Fe－B系合金において、結晶粒径が0.5～30μmの $R_2Fe_{14}B$ 結晶と、該結晶の境界にR元素が富化した粒界相との複合組織を有することを特徴とするR－Fe－B系薄膜磁石。物理的成膜中又は/及びその後の熱処理において、700～1200℃に加熱後冷却することにより、このR－Fe－B系薄膜磁石を製造する方法。

【選択図】 図1

出願人履歴

5 0 3 3 6 0 1 1 5

20031001

新規登録

埼玉県川口市本町4丁目1番8号

独立行政法人 科学技術振興機構

5 0 3 3 6 0 1 1 5

20040401

名称変更

埼玉県川口市本町4丁目1番8号

独立行政法人科学技術振興機構

0 0 0 1 8 3 4 1 7

19900813

新規登録

大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号

住友特殊金属株式会社

0 0 0 1 8 3 4 1 7

20040401

名称変更

大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号

株式会社N E O M A X

0 0 0 2 4 0 4 7 7

19900806

新規登録

東京都足立区新田3丁目8番22号

並木精密宝石株式会社